第 36 卷 第 4 期 2016年 8 月
中国腐蚀与防护学报
Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection
Vol.36 No.4 Aug. 2016

耐海水腐蚀钢筋00Cr10MoV的组织结构及性能研究

张建春[1] 左龙飞[1] 蒋金洋[2] 麻 晗[1] 宋 丹[2]

1. 江苏省 (沙钢) 钢铁研究院 张家港 215625;
2. 东南大学材料科学与工程学院 南京 211189

摘要: 分析了耐海水腐蚀钢筋00Cr10MoV的显微组织和力学性能，并采用盐雾、周浸腐蚀实验、电化学阻抗谱以及极化曲线等测试方法进一步评价其耐蚀性能。结果表明，该耐海水腐蚀钢筋的显微组织主要为铁素体加贝氏体，屈服强度达到450 MPa以上；与普通的20MnSiV钢筋相比，该材料在模拟海洋环境中有优异的抗腐蚀性能，电荷转移电阻达到1.37×10^5 Ω·cm^2，是20MnSiV钢筋的100多倍；其表面的腐蚀产物主要以α-FeOOH，β-FeOOH和γ-FeOOH为主，含有少量Fe_3O_4和微量含氯产物Na_3CrCl_{16}，Fe+3O(OH，Cl)。

关键词: 耐海水腐蚀钢筋 显微组织 周浸腐蚀实验 电化学阻抗谱

中图分类号: TG174.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1005-4537(2016)04-0363-07

Microstructure and Properties of Seawater Corrosion Resistant Rebar Steel 00Cr10MoV

ZHANG Jianchun[1], ZUO Longfei[1], JIANG Jinyang[2], MA Han[1], SONG Dan[2]

1. Institute of Research of Iron & Steel, Shasteel, Zhangjiagang 215625, China;
2. School of Material Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 211189, China

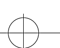
Abstract: The microstructure and mechanical properties of the seawater corrosion resistant rebar steel 00Cr10MoV was investigated, while its corrosion resistance was studied by salt-spray test, periodical immersion test, electrochemical impedance spectroscopy and polarization curve measurements. The results show that the microstructure of 00Cr10MoV composed of ferrite and bainite with yield strength above 400 MPa. Compared with 20MnSiV, 00Cr10MoV had excellent corrosion resistance in simulated marine environment. The charge-transfer resistance of 00Cr10MoV was 1.37×10^5 Ω·cm^2, 100 times more than 20MnSiV. Its corrosion products consist of major phases α-FeOOH, β-FeOOH and γ-FeOOH, minor phase Fe_3O_4 and trace phases Na_3CrCl_{16} and Fe+3O(OH, Cl).

Key words: seawater corrosion resistant rebar, microstructure, periodical immersion test, electrochemical impedance spectroscopy

1 前言

随着陆地资源的日益枯竭，人类加快了走向海洋的步伐，跨海大桥、海底隧道、海洋石油平台等重大工程不断建设。然而，这些海洋工程材料所面临的最大挑战便是海洋环境中的腐蚀。钢筋做为最常用的工程建筑材料之一，其耐海水腐蚀性能直接影响到混凝土结构在海洋环境中的耐久性。据调查，在我国华南地区，码头有80%以上均发生严重或较严重的钢筋锈蚀破坏，出现破坏的码头有的距建成时间仅5~10 a，从而造成严重经济损失[1]，而一般海

定稿日期: 2015-10-26
基金项目: 江苏省产学研联合创新资金-前瞻性联合研究项目 (BY2013091) 资助
作者简介: 张建春，男，1983年生，硕士，工程师
通讯作者: 张建春，E-mail: jianchun852@163.com，研究方向为材料的腐蚀与防护
DOI: 10.11902/1005.4537.2015.167



洋工程结构安全服役寿命要求至少达到50 a以上，普通碳素钢筋已无法满足海洋环境下建筑结构服役寿命的设计要求。针对这一问题，国内外进行了大量研究并开发了一系列耐腐蚀钢筋。

目前，应用较为广泛的耐腐蚀钢筋有涂层钢筋、不锈钢筋和合金耐蚀钢筋。涂层钢筋又分为环氧涂层钢筋和热浸镀锌钢筋，最早于20世纪70年代应用于美国。其主要通过涂层将钢筋与腐蚀环境隔离，从而对钢筋起到保护作用，另外热浸镀锌钢筋的富锌镀层也可对钢筋基体起到阴极保护作用。但涂层钢筋在存放、运输及加工安装过程中易受破坏，会致使缺陷处发生严重局部腐蚀，且涂层的存在一定程度上降低了钢筋与混凝土之间的握裹力。不锈钢由于其良好的耐均匀腐蚀性能，逐渐被应用于建筑行业，欧洲和美国均为不锈钢筋制订了相应的标准，我国的不锈钢筋标准也于2014年发布实施。其中奥氏体不锈钢和双相不锈钢用于耐腐蚀钢筋较多，其最大优点是氯化物极限浓度较高，耐蚀性能最为优异，施工过程中受到损坏不会对其耐蚀性能产生影响。但其强度偏低，且费用昂贵，造价约是普碳钢钢筋的6~10倍。20世纪90年代末美国Gareth Thomas博士发明的一种低碳中铬的合金耐蚀钢筋，由美国MMFX公司生产，与碳钢钢筋相比具有高强度、耐腐蚀性好的特点，但是延展性不足，断后延伸率仅为7%，没有长期的应用资料[2]。沙钢研究人员[3,4]开发了低合金耐蚀钢筋20MnSiCrV，其室温组织为铁素体和珠光体，屈服强度达到450 MPa，抗拉强度达到650 MPa，腐蚀速率低于普通螺纹钢筋的70%。在此基础上，进一步优化合金成分，研制出高耐蚀性合金螺纹钢筋00Cr10MoV。本文对研制的00Cr10MoV钢筋的显微组织、力学性能和耐腐蚀性能进行系统分析，并与普通螺纹钢筋20MnSiV进行对比和讨论。

2 实验方法

实验材料化学成分如表1所示，在150 kg真空感应炉中进行冶炼并模铸成80 kg的钢锭，钢锭经锻造后焊接至140 mm×140 mm×12 m方坯尾部，在生产车间最终热轧成Φ25 mm的螺纹钢筋。分别从3根成品钢筋上截取3段钢筋加工成拉伸试样，在5585型电子万能材料试验机上测定试样的屈服强度、抗拉强度和伸长率等。对试样横截面进行金相组织观察，并用Tukon 2100B型数字化闭环控制维氏硬度计对试样的不同组织进行硬度测试，用岛津1610型电子探针显微分析仪 (EPMA) 观察合金元素在其组织内的分布。

选取普通螺纹钢20MnSiV (HRB400) 做为对比试样，根据《YB/T 4367-2014钢筋在氯离子环境中腐蚀试验方法》和《GB/T 10125-1997人造气氛腐蚀试验方法》对两种材料进行周期浸润实验和盐雾实验，实验介质分别为2% (质量分数) 和5%NaCl中性水溶液。周期浸润实验试样为Φ18 mm×50 mm圆柱；盐雾实验试样为3 mm×20 mm×40 mm片状，工作面为8 cm^2，其余各面用石蜡封装。两种实验后的试样，用500 mL盐酸+500 mL去离子水+3.5 g六次甲基四胺配制而成的溶液清除锈层[5]，用失重法计算其腐蚀速率。收集周期浸润实验后样品上的腐蚀产物进行X射线衍射 (XRD，D/max-2500/PC) 分析。

选取以上两种实验材料加工成3 mm×10 mm×10 mm块状样品，试样工作面积为1 cm^2，其余表面用环氧树脂封装后加工成电化学实验用样。试样工作面经过180#~1500#水磨砂纸逐级打磨抛光，依次用蒸馏水、酒精和丙酮溶液清洗。电化学测试在Reference 600型电化学工作站上进行，采用三电极体系，参比电极为饱和甘汞电极，辅助电极为Pt片，测试溶液为3.5% (质量分数) NaCl中性水溶液。极化曲线测试扫描范围为相对于试样自腐蚀电位-300~600 mV，扫描频率为1 mV/s。电化学阻抗测试扫描频率范围为10^5~10^{-2} Hz，交流激励信号幅值为±5 mV。

3 结果与讨论

3.1 力学性能

选取3段Φ25 mm的00Cr10MoV耐蚀螺纹钢筋拉伸试样，测得其力学性能如表2所示。可看出，试样间各参数波动很小，力学性能较为稳定，其屈服强度$R_{p0.2}$≥450 MPa，抗拉强度R_m≥650 MPa，延伸率A≥24%，最大力总伸长率A_{gt}≥10%，优于普通螺纹钢筋20MnSiV (HRB400) 的相关力学性能，完全满足《GB 1499.2-2007》标准中对400 MPa级螺纹钢的要求。

表1 实验用钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of two tested steels

(mass fraction/ %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Fe
00Cr10MoV	≤0.03	0.40~0.60	1.40~1.60	≤0.01	≤0.01	9.5~10.5	0.9~1.2	0.03~0.10	Bal.
20MnSiV	0.21	0.49	1.44	0.019	0.007	---	---	0.028	Bal.

3.2 微观组织

耐蚀螺纹钢筋00Cr10MoV的显微组织如图1所示。图1a为钢筋横截面中心处的显微组织，由铁素体和贝氏体组成，两相呈不均匀分布，铁素体晶粒较为粗大，贝氏体晶粒明显细小很多，贝氏体所占比例为49%；图1b为钢筋横截面上距表面1/4半径处的显微组织，与中心处组织类似，均由大尺寸铁素体和细小贝氏体组成，两个位置的晶粒尺寸相当，但从图中可发现贝氏体比例较中心处增大，约为55%，且分布较为集中，这是由于距离表面较近处，冷速较快所致。

对图中两相组织进行显微维氏硬度测试，中心处和距表面1/4半径处同一组织硬度相当，其中白色的铁素体平均硬度为190 HV，灰色的贝氏体平均硬度为284 HV。从组织上看，硬而细小的贝氏体组织为钢筋提供了较高的强度，而晶粒粗大，硬度偏小的铁素体组织有利于提高钢筋的塑性，通过合理调控两相比例，可保证钢筋优良的力学性能。

为了研究合金元素在组织中的分布，利用电子探针显微分析仪对样品进行测试，测试结果如图2所示。可以看到，Cr和Mo在铁素体中分布相对集中，而Mn则较多的分布在贝氏体中，说明钢筋中添加的Cr和Mo等耐蚀合金元素在铁素体中的固溶度大于贝氏体，而更多的起到固溶强化作用的Mn在贝氏体中的固溶度较大。Cheng等[6]的研究结果表明：合金元素Cr能够促进钢的钝化，并且随着Cr含量的增加，趋于稳定的钝化膜会显著降低钢的腐蚀速率，提高钢的耐蚀性。而与此同时，添加一定量的合金元素Mo可以在改善钢耐蚀性的前提下抑制钢发生点蚀的倾向[7]。因此，要得到耐蚀性能好，强度等级高的钢筋，需综合考虑各合金元素在钢中的作用，合理的调控两相组织比例。

表2 00Cr10MoV钢筋的力学性能

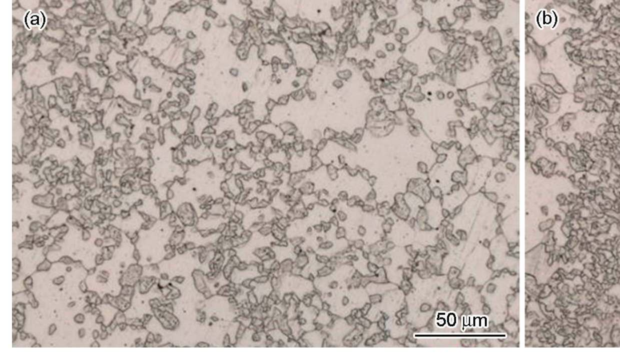
Table 2 Mechanical properties of 00Cr10MoV rebar

Sample	$R_{p0.2}$ / MPa	R_m / MPa	A / %	A_{gt} / %
1	452	656	25.1	11.7
2	458	654	24.6	10.3
3	450	651	24.2	10.9
Average	453	654	24.6	11.0

3.3 耐蚀性能

3.3.1 *腐蚀速率* 耐蚀螺纹钢筋00Cr10MoV和普通螺纹钢筋20MnSiV的周期浸润腐蚀和盐雾腐蚀实验结果如图3所示。可以看出，两种实验条件下，20MnSiV钢筋的腐蚀速率均远大于00Cr10MoV耐蚀钢筋的。盐雾腐蚀实验条件下，20MnSiV钢筋的腐蚀速率随实验时间延长呈先减小后增大的趋势，360 h时其腐蚀速率为3.150 $g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$；而00Cr10MoV耐蚀钢筋的腐蚀速率比较稳定，360 h时其腐蚀速率为0.090 $g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$，后者的腐蚀速率仅为前者的2.9%。周期浸润腐蚀实验条件下，20MnSiV钢筋的腐蚀速率随实验时间延长呈先增大后减小的趋势，360 h时其腐蚀速率为3.278 $g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$，而00Cr10MoV耐蚀钢筋的腐蚀速率波动较小，360 h时其腐蚀速率为0.131 $g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$，后者的腐蚀速率仅为前者的4.0%。20MnSiV钢筋在周期浸润腐蚀实验初期的腐蚀速率显著大于盐雾实验条件下的，但随时间延长两者趋于接近。这是由于腐蚀初期试样在干湿交替条件下较湿度饱和的盐雾条件下供氧量更为充足，同时烘烤温度较高，有利于腐蚀反应进行，试样腐蚀速率较快；实验进行较长时间后，试样表面均完全被锈层覆盖，对O_2及腐蚀介质的扩散起到一定阻滞作用，腐蚀反应相对放缓，周期浸润条件下试样腐蚀速率逐渐接近盐雾实验条件下的腐蚀速率。而00Cr10MoV耐蚀钢筋对腐蚀环境不敏感，在两种实验条件下腐蚀反应进行较慢，腐蚀速率相当。

图4和5分别为两种材料经盐雾腐蚀实验和周



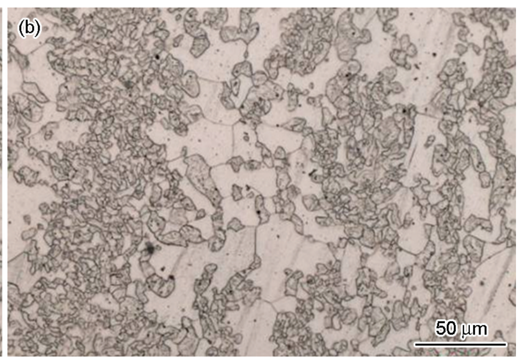


图1 00Cr10MoV钢筋的显微组织

Fig.1 Microstructures of the center (a) and R/4 region from the surface (b) for 00Cr10MoV rebar

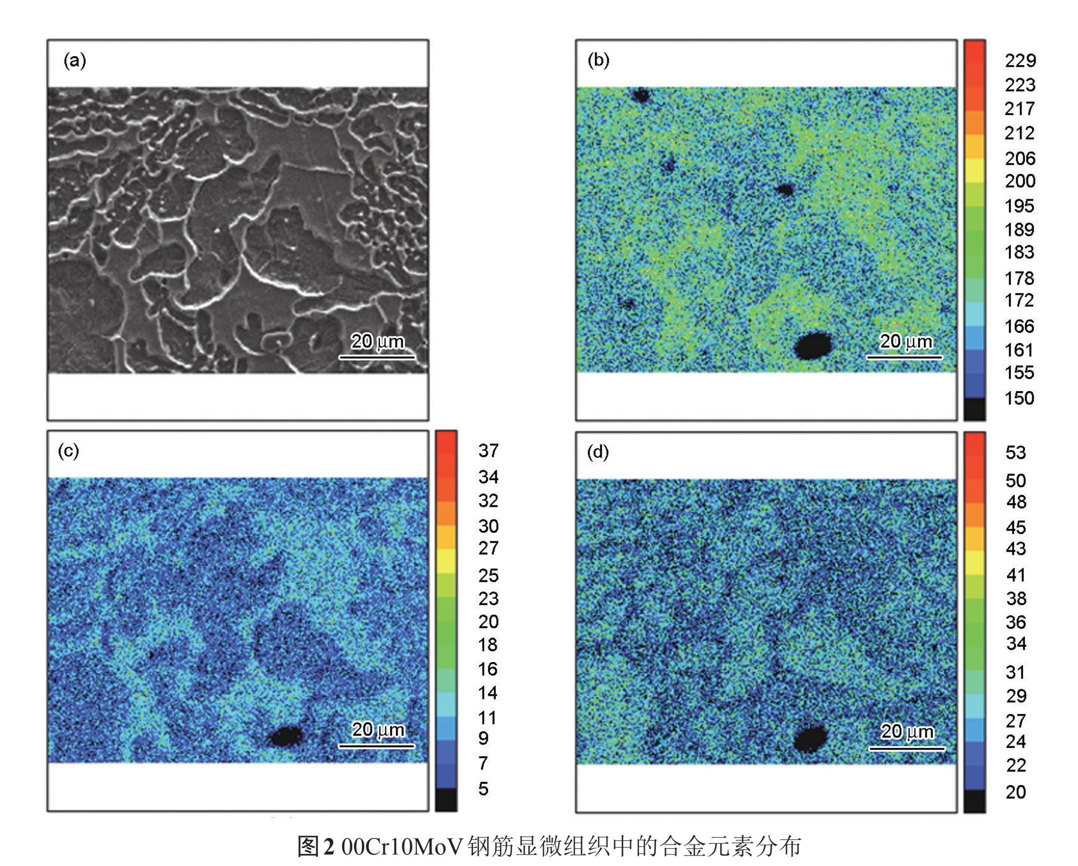


图2 00Cr10MoV钢筋显微组织中的合金元素分布

Fig.2 SEM image of 00Cr10MoV rebar (a) and corresponding EPMA maps of Cr (b), Mo (c) and Mn (d)

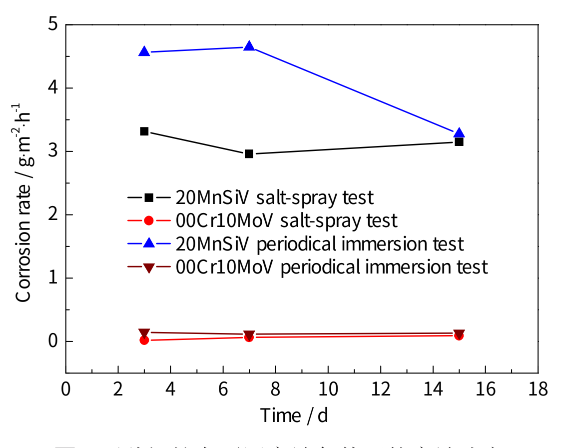


图3 两种钢筋在不同腐蚀条件下的腐蚀速率

Fig.3 Corrosion rates of two tested rebars in different corrosion conditions

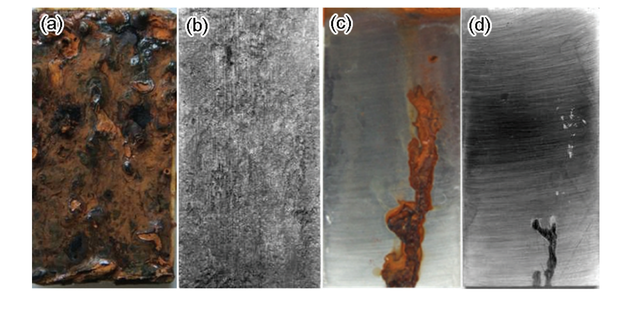


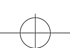
图4 两种钢筋盐雾实验360 h除锈前后的宏面形貌

Fig.4 Corrosion morphologies of 20MnSiV (a, b) and 00Cr10MoV (c, d) rebars before (a, c) and after (b, d) removal of corrosion products formed after 360 h salt-spray test

期浸润腐蚀实验360 h除锈前后的宏观形貌。可以看到，两种实验条件下，20MnSiV钢筋试样的表面均已发生严重腐蚀，表面生成较厚的红褐色锈层，且有黑色鼓包出现，而清洗锈层后可看到试样表面布满腐蚀孔洞，且在局部出现较大腐蚀坑；而00Cr10MoV钢筋试样的表面仅局部出现较薄的红褐色浮锈，清洗锈层后发现试样表面仍很平整光滑，且有金属光泽，绝大部分面积未发生腐蚀，仅在局部出现条状或碟状轻微腐蚀。

3.3.2 腐蚀产物相分析　对周期浸润腐蚀实验试样的腐蚀产物进行XRD分析，结果如图6所示。可以看到，两种材料的腐蚀产物不尽相同。20MnSiV钢筋试样的腐蚀产物主要由Fe_3O_4，α-FeOOH和γ-FeOOH组成，其中Fe_3O_4所占比例较大，α-FeOOH和γ-FeOOH含量相对较少；而00Cr10MoV钢筋试样的腐蚀产物则以α-FeOOH，β-FeOOH和γ-FeOOH为主，另外还含有少量Fe_3O_4和微量含氯产物Na_3CrCl_{16}和Fe+3O(OH，Cl)。

两种腐蚀产物中都含有Fe_3O_4，α-FeOOH和γ-FeOOH，其中γ-FeOOH是最初的锈层组成物，它和β-FeOOH是Fe的氧化物向α-FeOOH转变的中间态，



在长期的腐蚀过程中,其经过溶解、重新结晶等步骤转化为热力学上更稳定的α-FeOOH[8]。在羟基铁氧化物中,α-FeOOH还原性最弱,稳定性最高,对基体保护作用最强[9,10]。而00Cr10MoV钢筋试样腐蚀产物中的Na_3CrCl_{16}和Fe+3O(OH,Cl)则可能是Cl^-在破坏试样表面含Fe和Cr氧化物保护层后与其结合生成腐蚀产物的残留物。结合上节中所述00Cr10MoV钢筋试样实验后平整的宏观形貌及其较低的腐蚀速率,可推断实验过程中该试样表面发生钝化,形成了钝化膜类保护层,而一些存在表面缺陷的部位在Cl^-侵蚀下,钝化膜首先破坏发生局部腐蚀。

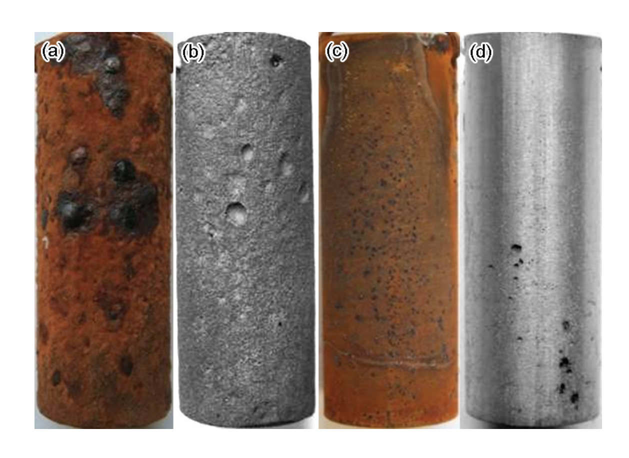
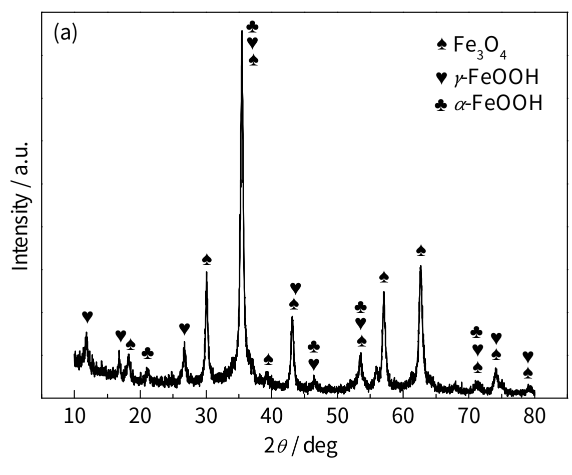


图5 两种钢筋周浸实验360 h除锈前后的宏面形貌

Fig.5 Corrosion morphologies of 20MnSiV (a, b) and 00Cr10MoV (c, d) rebars before (a, c) and after (b, d) removal of corrosion products formed after 360 h periodical immersion test



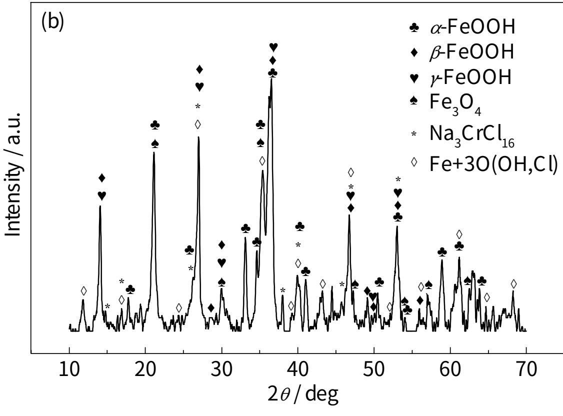


图6 周浸实验360 h后两种钢筋腐蚀产物的XRD谱

Fig.6 XRD spectra of the corrosion products of 20MnSiV (a) and 00Cr10MoV (b) rebars after 360 h periodical immersion test

3.3.3 极化曲线测试 图7为两种试样在3.5%NaCl中性水溶液中浸泡0.5 h后测得的动电位极化曲线。可以看到,00Cr10MoV钢筋试样在实验溶液中的腐蚀电位约为−0.27 V;从极化曲线的阳极部分可以看出,阳极腐蚀电流密度随扫描电位正移而快速增加,当电位在−0.20~0.02 V区间时,阳极腐蚀电流密度增速明显放缓,仅从0.29 μA/cm²缓慢增加至1.20 μA/cm²,且出现小幅波动,可推断此时试样表面形成了保护性的"钝化前膜"[11],而阳极腐蚀电流密度发生波动的原因可能是保护膜在Cl^-的侵蚀下表现不稳定,处于破坏和自修复的动态平衡过程中;当扫描电位超过0.02 V以后,阳极腐蚀电流密度随扫描电位的正移呈现指数型增长,保护膜彻底破坏。00Cr10MoV试样在实验溶液中的自腐蚀电流密度约为0.13 μA/cm²,而点蚀电位约为0.02 V。

在同样的实验条件下,20MnSiV钢筋试样的腐蚀电位位于约−0.69 V,比00Cr10MoV钢筋试样的腐蚀电位负约0.4V,其极化曲线的阳极行为只有单一的活化区,自腐蚀电流密度约为7.10 μA/cm²,为00Cr10MoV钢筋试样的50多倍,且阳极腐蚀电流密度随扫描电位正移单一快速增加,直至达到阳极极限扩散电流密度。

00Cr10MoV钢筋中添加的Cr和Mo合金元素使其自腐蚀电位发生正移,减小了材料的腐蚀倾向。此外,Cr的存在会明显加速电化学腐蚀产物向

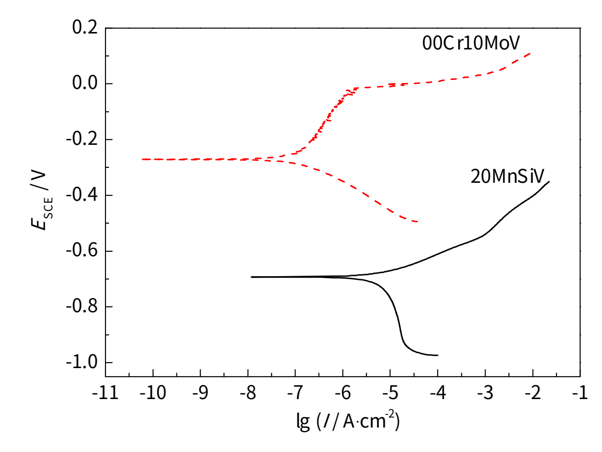
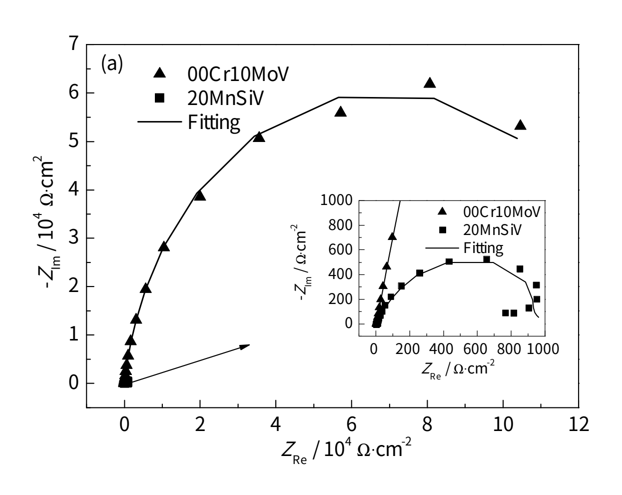


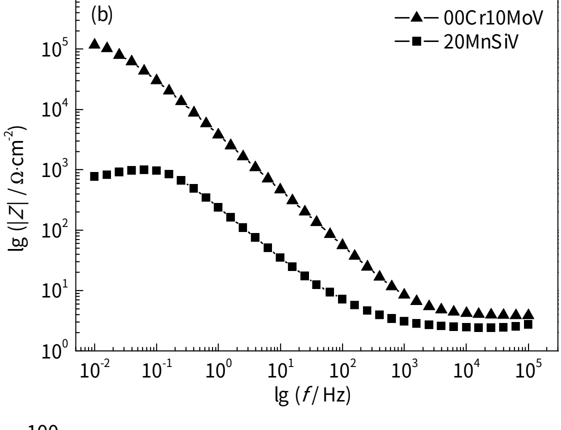
图7 两种钢筋试样的动态极化曲线

Fig.7 Polarization curves of 20MnSiV and 00Cr10MoV rebars

热力学稳定状态发展。张全成等[12]在近海耐候钢的锈层分析中发现，Cr能明显加速 ($Fe_xH_yO_z$)→γ-FeOOH→α-FeOOH→α-Fe_2O_3的转化过程，得到热力学上更稳定的α-FeOOH和α-Fe_2O_3；同时，Cr能部分取代Fe而形成铬铁羟基氧化物$Cr_xFe_{1-x}OOH$，使α-FeOOH锈层具有离子选择性，阻止Cl^-和SO_4^{2-}向基体表面渗透而使锈层具有保护作用，一定程度上减小了材料的阳极腐蚀电流密度。

3.3.4 EIS测试　为了进一步研究两种钢筋的耐蚀性能，试样在3.5%NaCl中性水溶液中浸泡0.5 h后分别进行了EIS测试，结果如图8所示，其中图8a为Nyquist图，图8b和c为Bode图。可以看到，00Cr10MoV钢的Nyquist图呈现为单一的容抗半圆弧，其半径越大表征电荷转移电阻越大，表明试样表面的阴、阳极反应越不易进行；而Bode图中显示其低频段阻抗模值达到10^5 Ω·cm²以上，相位角在整个频率区间只有一个峰值，表明其钝化膜完好[13]。在相同条件下，20MnSiV钢的Nyquist图由中高频段的容抗弧和低频段的感抗弧组成，其容抗弧半径远小于00Cr10MoV的，感抗弧的产生可能是腐蚀产物的吸附过程或点蚀形核导致的，或者两个过程同时存在；低频感抗弧多是由点蚀形核造成[14,15]。而Bode图中其低频段阻抗模值也仅约为10^3 Ω·cm²，同时其相位角在低频段出现一个波谷。一般认为[16]，相位角与频率曲线的波峰代表了电容反应，波谷代表了电感反应，这与Nyquist图测试结果相对应。





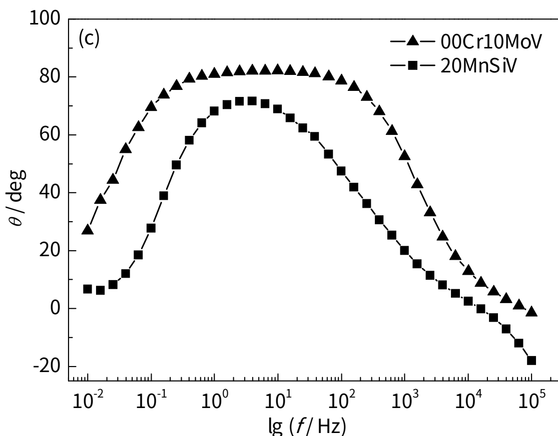


图8 两种钢筋试样的阻抗图及其拟合结果

Fig.8 Nyquist (a), impedance module (b) and phase angle (c) plots and fitted curves of 20MnSiV and 00Cr10MoV steels

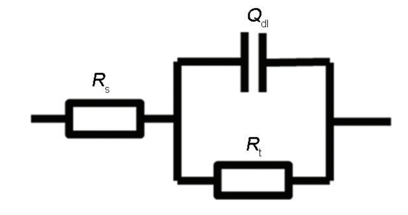


图9 阻抗等效电路

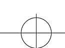
Fig.9 Equivalent circuit for EIS

表3 电化学阻抗谱拟合参数

Table 3 Fitting data of EIS of 20MnSiV and 00Cr10MoV steels

Sample	R_s Ω·cm²	$Q_{dl}-Y_o$ S·s^n·cm^{-2}	$Q_{dl}-n$ (0~1)	R_t Ω·cm²
00Cr10MoV	3.981	4.84×10^{-5}	0.9164	1.37×10^5
20MnSiV	2.633	8.36×10^{-4}	0.835	1.11×10^3

采用图9所示的等效电路进行阻抗谱拟合，拟合结果如表3所示。阻抗模型为$R_s(Q_{dl}R_t)$，其中，R_s为溶液电阻；R_t为电荷转移电阻；Q_{dl}为常相位角元件，等效于电极与溶液之间界面的双电层电容。由拟合结果可以发现，00Cr10MoV钢筋试样的R_t值为1.37×10^5 Ω·cm²，20MnSiV钢筋试样的R_t值为1.11×10^3 Ω·cm²。由于材料表面存在的缺陷导致材质成分、钝化膜的不均匀性，在发生点蚀的临界状态，活性阴离子优先吸附在其表面上，在一定条件下与膜作用导致了膜的破坏。因此R_t越大，腐蚀速率越小[17]。00Cr10MoV钢的R_t值为20MnSiV的100多倍，表明相同条件下00Cr10MoV钢筋表面的钝化膜更加致密和均匀[18]，耐蚀性能优于20MnSiV钢筋。



4 结论

(1) 耐海水腐蚀00Cr10MoV钢筋的显微组织主要由铁素体和贝氏体组成，屈服强度达到450 MPa以上，综合力学性能优良；

(2) 在加速腐蚀实验条件下，00Cr10MoV钢的腐蚀速率均不足普通螺纹钢筋20MnSiV的5%；其腐蚀产物以α-FeOOH，β-FeOOH和γ-FeOOH为主，另外还含有少量Fe_3O_4和微量含氯产物Na_3CrCl_{16}，Fe+3O(OH，Cl)。

(3) 合金元素Cr和Mo的添加，提高了00Cr10MoV钢在3.5%NaCl中性水溶液中的自腐蚀电位和电荷转移电阻，降低了其腐蚀电流密度，使其耐海水腐蚀性能较20MnSiV钢有较大的提升。

参考文献

[1] Wang S J. Giving full play to the potential of enterprise development and developing low cost earthquake and corrosion resistant steel [N]. The World Metal Bulletin, 2013-5-21 (B16)
(王市均. 充分发挥企业研发潜力, 开发低成本抗震耐蚀钢筋 [N]. 世界金属导报, 2013-5-21 (B16))

[2] Ge Y, Zhu X C, Li Y. Corrosion Protection of Reinforced Concrete Structures [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2011: 44
(葛燕, 朱锡昶, 李岩. 桥梁钢筋混凝土结构防腐蚀 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2011: 44)

[3] Zuo L F, Ma H, Huang W K, et al. Development of 400 MPa-grade seawater corrosion resistant rebar in sha- steel [J]. Steel Rolling, 2014, 31: 58
(左龙飞, 麻晗, 黄文克等. 沙钢400 MPa级耐海水腐蚀螺纹钢的开发 [J]. 轧钢, 2014, 31: 58)

[4] Zhang J C, Huang W K, Ma H. Microstructure and properties of 20MnSiCrV corrosion resistant rebar in continuous cooling transformation [J]. Hot Working Technol., 2014, 43(6): 91
(张建春, 黄文克, 麻晗. 耐蚀钢筋20MnSiCrV的连续冷却转变组织与性能 [J]. 热加工工艺, 2014, 43(6): 91)

[5] GB/T, 16545-1996. Corrosion of metals and alloys removal of corrosion products from corrosion samples [S]
(GB/T, 16545-1996. 金属和合金的腐蚀腐蚀试样上腐蚀产物的清除 [S])

[6] Cheng Y F, Bullerwell J, Steward F R. Electrochemical investigation of the corrosion behavior of chromium modified carbon steel in water [J]. Electrochim. Acta, 2003, 48(11): 1521

[7] Matsushima I, translated by Jin Y K. Development and Research of Low- alloy Corrosion Resistant Steels [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2004: 100
(松岛岩著, 靳裕谷译. 低合金耐蚀钢开发、发展及研究 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2004: 100)

[8] Oh S J, Cook D C, Townsend H E. Atmospheric corrosion of different steels in marine, rural and industrial environments [J]. Corros. Sci., 1999, 41(9): 1687

[9] Kamimura T, Stratmann M. The influence of chromium on the atmospheric corrosion of steel [J]. Corros. Sci., 2001, 43: 429

[10] Zhang P, Yu H. Research on organizational structure and properties of seawater corrosion resistant steel 10CrMoAl [J]. J. Wuhan Univ. Sci. Technol., 2010, 33(2): 176
(张鹏, 于浩. 耐海水腐蚀钢10CrMoAl的组织结构和性能研究 [J]. 武汉科技大学学报, 2010, 33(2): 176)

[11] Cao C N. Principle of Corrosion Electrochemistry [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2008: 217
(曹楚南. 腐蚀电化学原理 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2008: 217)

[12] Zhang Q C, Wang J J, Wu J S, et al. Effect of rust layer ion selective on atmospheric corrosion resistance of weather resistant steels [J]. Acta Metall. Sin., 2001, 37(2): 193
(张全成, 王建军, 吴建生等. 锈层离子选择性对耐候钢抗海洋大气腐蚀性能的影响 [J]. 金属学报, 2001, 37(2): 193)

[13] Cheng X Q, Li X G, Du C W, et al. Electrochemical properties of passive film of 316L stainless steel in acetic acid solution [J]. J. Beijing Univ. Sci. Technol., 2007, 29(9): 911
(程学群, 李晓刚, 杜翠薇等. 316L不锈钢在醋酸溶液中的钝化膜电化学性质 [J]. 北京科技大学学报, 2007, 29(9): 911)

[14] Cao C N, Zhang J Q. General Introduction to Electrochemical Impedance Spectra [M]. Beijing: Science Press, 2002
(曹楚南, 张鉴清. 电化学阻抗谱导论 [M]. 北京: 科学出版社, 2002)

[15] Li M C, Lin H C, Cao C N. Characteristics of electrochemical impedance spectra of carbon steel corroding in soil [J]. J. Chin. Soc. Corros. Prot., 2000, 20(2): 111
(李谋成, 林海潮, 曹楚南. 碳钢在土壤中腐蚀的电化学阻抗谱特征 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2000, 20(2): 111)

[16] Chen Y, Chen X, Liu T, et al. Effect of membrane potential on electrochemical behavior of 316L stainless steel in boric acid solution [J]. J. Chin. Soc. Corros. Prot., 2015, 35(2): 137
(陈宇, 陈旭, 刘彤等. 成膜电位对316L不锈钢在硼酸溶液中电化学行为的影响 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2015, 35(2): 137)

[17] Xu C C, Xu R F, Ouyang W Z, et al. Research on pitting sensitivity of deformation induced martensitic transformation 1Cr18Ni9Ti stainless steel in acidic NaCl solution with the method of AC impedance [J]. Corros. Sci. Prot. Technol., 1997, 9(2): 95
(许淳淳, 徐瑞芬, 欧阳维真等. 用交流阻抗法研究形变诱发马氏体相变的1Cr18Ni9Ti不锈钢在酸性NaCl溶液中的孔蚀敏感性 [J]. 腐蚀科学与防护技术, 1997, 9(2): 95)

[18] Hamadou L, Kadri A, Benbrahim N. Characterisation of passive films formed on low carbon steel in borate buffer solution (pH 9.2) by electrochemical impedance spectroscopy [J]. Appl. Surf. Sci., 2005, 252(5): 1510